

# Transformación bainítica en aleaciones Fe-C

Cristian Viáfara<sup>1</sup> y Juan Manuel Vélez<sup>2</sup>

*Recepción: 16 de junio de 2005 — Aceptación: 20 de septiembre de 2005*

*Se aceptan comentarios y/o discusiones al artículo*

---

## Resumen

Algunas aleaciones Fe-C presentan una excelente combinación de tenacidad y resistencia mecánica, asociada a los productos de la reacción bainítica, que las hace útiles en la fabricación de componentes de máquinas sometidos a altos esfuerzos. Sin embargo, en nuestro medio el conocimiento de esta transformación es reducido; esto hace difícil la competitividad del sector metalmecánica en la economía globalizada. En este trabajo se hace un compendio de los conceptos básicos de la reacción bainítica, que va más allá de los textos clásicos de transformaciones de fases metálicas y considerando los últimos avances que se han realizado en su estudio. Además, se analizan los factores más importantes de la bainita tanto en aceros como en fundiciones nodulares. Se discuten los mecanismos de transformación, la cinética de reacción, las características microestructurales y las propiedades mecánicas. El objetivo del trabajo es difundir las nociones y técnicas requeridas para la implementación de esta transformación de fase, buscando promover el desarrollo de productos bainíticos.

**Palabras claves:** bainita, fundición nodular austemperada, austenita retenida, fenómeno de reacción incompleta.

## Abstract

Some alloys Fe-C have an excellent combination of toughness and strength, related to bainitic reaction products, being useful in manufacturing of machine components subjected to high stresses. However, in our medium the knowledge of this transformation is reduced; it makes difficult a competition of industrial sector in the global economy. In this work it has been made a summary of basic issues of bainitic reaction, further to the review of classic books of phase transformations and considering last advances that it has been realized in its study. In addition, it's compiled the issues more important of bainite as in steels as much as in ductile irons. It is discussed the reaction mechanisms, reaction kinetic, microstructure characteristics and mechanical properties. The goal is diffuse notions and techniques required to implantation of this phase transformation, promoting the bainitic products development.

**Key words:** bainite, austempering ductile iron, retained austenite, incomplete reaction phenomenon.

---

<sup>1</sup> Ingeniero Mecánico, ccviafar@unalmed.edu.co, profesor temporal, Universidad Nacional de Colombia.

<sup>2</sup> PhD, jmvelez@unalmed.edu.co, profesor asociado, Universidad Nacional de Colombia.

## 1 Introducción

Los aceros y las fundiciones nodulares, en estado bainítico, son familias de aleaciones Fe-C que permiten obtener una amplia gama de propiedades mecánicas. Este hecho ha incentivado el estudio de la reacción bainítica y sus aplicaciones dirigidas a la sustitución de aceros altamente aleados para la fabricación de componentes de maquinaria en los que se requiere alta resistencia a la tracción y capacidad de absorber energía de impacto [1]. Adicionalmente, las microestructuras bainíticas han encontrado aplicación en sistemas donde se requiere resistencia al desgaste, ya sea asociado a fenómenos de rodadura y deslizamiento, como es el caso del contacto rueda-riel [2], o a desgaste abrasivo, como el presente en la industria de beneficio de minerales.

Los aceros de construcción de maquinaria convencionales utilizados en estado bainítico no han tenido éxito debido a la presencia de partículas de cementita en la microestructura. Su capacidad de absorber energía durante el impacto es inferior a la encontrada en los aceros templados y revenidos de composición semejante. La adición de Silicio (Si) a estas aleaciones cambió el panorama. Este elemento evita la formación de carburos y enriquece la austenita en carbono, produciéndose una microestructura formada por láminas de bainita que contienen austenita retenida entre ellas. Aunque la tenacidad del material se incrementa, aparece un problema asociado a la inestabilidad de la austenita retenida, cuando ésta aparece en bloques (islas) dentro de la matriz bainítica; estas regiones sometidas a impacto transforman en martensita de alto carbono que fragilizan el material. Por lo anterior, el éxito de los aceros al Si está determinado por el estricto control de la composición química y tratamiento térmico para evitar la formación de ese constituyente.

Investigaciones recientes han mostrado que a través de modificaciones a la composición de estos aceros se puede generar una nueva familia de aceros bainíticos (designados en la literatura como aceros bainíticos modernos). Las modificaciones consisten principalmente en la reducción del contenido de Si hasta niveles mínimos necesarios para evitar la formación de carburos, la reducción del porcentaje de carbono y la adición de elementos aleantes para mejorar la templabilidad.

Existe gran variedad de aceros bainíticos [1]: de alto carbono, con alta soldabilidad; aceros de alta resistencia, que compiten con los templados y revenidos; aceros resistentes a altas temperaturas, usados en las centrales nucleares; aceros inoculados en los cuales, la bainita nuclea al interior de los granos de austenita produciéndose una microestructura resistente a la propagación de grietas, etcétera. La microestructura de los aceros de alta resistencia está compuesta de ferrita bainítica, martensita y austenita retenida. Su templabilidad puede ser mejorada añadiendo a su composición manganeso, cromo y níquel. Generalmente presentan una gran concentración en silicio que evita la formación de cementita. Los aceros de alta resistencia son producidos con una muy baja concentración de impurezas e inclusiones, luego son muy susceptibles a la formación de partículas de cementita, las cuales deben ser evitadas o reducidas en tamaño.

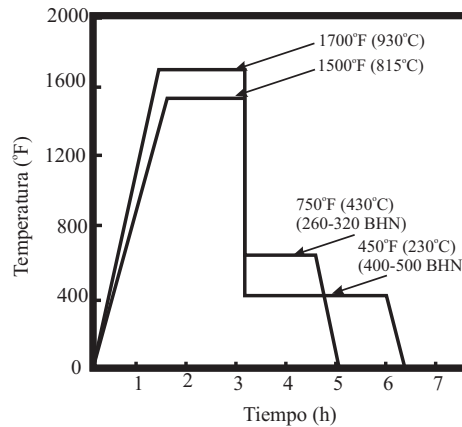
En Colombia, las aplicaciones que se encuentran son puntuales y no se observa una decisión fuerte por parte de los ingenieros para impulsar el desarrollo de productos fabri-

cados en fundición nodular austemperada y en aceros bainíticos. Entre las razones para tal retraso se pueden citar la dificultad en el control de la composición química y la falta de conocimientos fundamentales sobre la metalurgia del proceso de austemperado. Adicionalmente, las bondades que brinda este material en términos de costo de producción en relación a las propiedades obtenidas han tenido poca difusión.

## 2 Transformación bainítica

En el estudio de las transformaciones de fase que presentan las aleaciones Fe-C, se ha encontrado que a temperaturas intermedias entre las correspondientes a la formación de perlita y martensita, la austenita se descompone en un producto microestructuralmente diferente a las previamente mencionadas. Este fue llamado de diferentes formas hasta que finalmente se generalizó con el nombre de bainita, en honor a Bain [3], quien la descubrió desarrollando sus trabajos en la construcción de diagramas TTT.

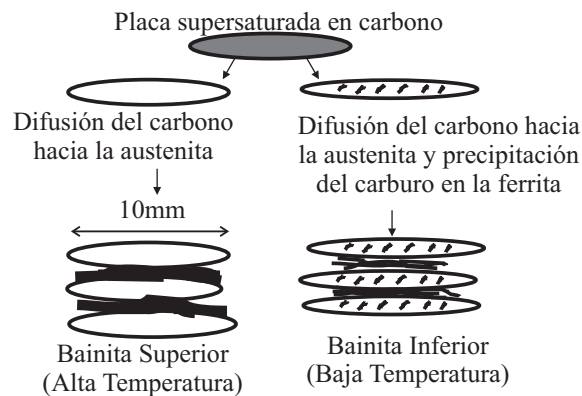
El ciclo térmico de austemperado de la fundición nodular o del acero se muestra en la figura (1). El primer paso consiste de un calentamiento del material hasta la temperatura de austenización, en la cual debe mantenerse por un tiempo suficiente para permitir una completa homogeneización de la composición de la austenita. Enseguida el componente es rápidamente transferido a un baño de aceite o de sal líquida mantenido a una temperatura en el rango entre 200°C y 500°C, donde permanece por un tiempo necesario para finalizar la transformación de acuerdo al diagrama de transformación isotérmica del material. La velocidad de transferencia de un medio a otro debe ser tan rápida como sea necesario para evitar la formación de ferrita o perlita durante el enfriamiento hasta la temperatura de austemperado. Finalmente, el componente es enfriado en agua o al aire hasta temperatura ambiente.



**Figura 1:** Ciclos térmicos típicos del austemperado en aceros y fundiciones nodulares

Hay que señalar que por medio del diseño en la composición química del acero, Caballero et al. [4] obtuvieron una microestructura bainítica mediante un enfriamiento al aire; sin embargo, ésta fue acompañada por otras fases en menor proporción. Este aspecto es de gran utilidad ya que se podría evitar el tratamiento isotérmico, lo cual arrojaría grandes beneficios en términos económicos.

La microestructura bainítica se caracteriza por la formación de placas o listones de ferrita supersaturada con carbono; este elemento, dependiendo de la temperatura de transformación, se difunde hacia la austenita residual promoviendo la precipitación de carburos (bainita superior) o precipita como carburos dentro de la placa de ferrita (bainita inferior). Esto se puede observar esquemáticamente en la figura (2).



**Figura 2:** Ilustración esquemática de la microestructura de la bainita superior e inferior [1]

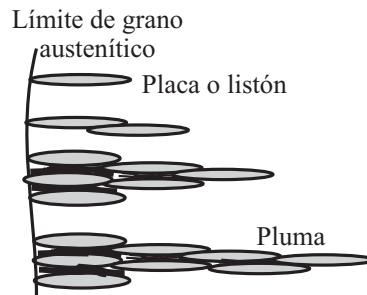
Hay que notar que en las fundiciones nodulares, donde el porcentaje de carbono es mucho mayor que en los aceros y contienen altos contenidos de silicio, gran parte del carbono precipita como nódulos de grafito. Así mismo, en las fundiciones nodulares no hay una diferenciación entre bainita superior e inferior.

La temperatura de transición entre la bainita superior e inferior en los aceros fue investigada por Pickering [5], quien planteó que variaba con el porcentaje de carbono. Por otro lado, algunos autores [6] definieron un valor fijo para esta temperatura de 350°C, según el tipo de carburo precipitado por encima y por debajo de esta temperatura. En la bainita superior el único carburo observado es la cementita; mientras que en la inferior, previa a la formación de ésta, se ha encontrado el carburo  $\epsilon$ , similar al proceso de revenido de la martensita.

## 2.1 Microestructura

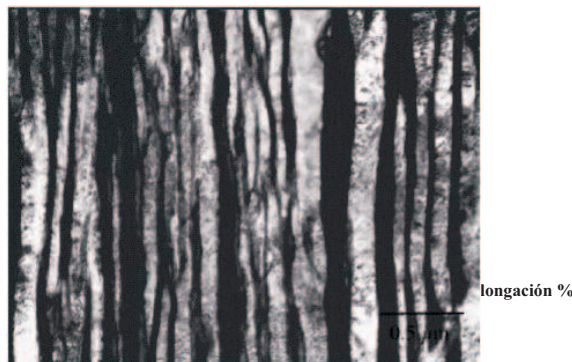
La microestructura de la bainita consiste en paquetes (unidades microestructurales) de listones o placas nucleados en los límites de grano austenítico, al igual que en las trans-

formaciones de fase difusivas. El paquete bainítico está conformado por listones o placas (subunidades microestructurales) paralelos como se puede observar en la figura (3). La forma de los listones o las placas está dada por la variación de las tasas de crecimiento de sus intercaras con la temperatura de transformación [7]. Por otro lado, la menor temperatura de reacción lleva a una disminución en la difusión del carbono, resultando en subunidades de menor tamaño.



**Figura 3:** Evolución de una pluma bainítica en función del tiempo [1]

El estudio de la transformación bainítica se ha visto limitado algunas veces debido al tamaño de las unidades microestructurales, ya que la placa observada en el microscopio óptico es en realidad una pluma bainítica formada por varias subunidades; este tamaño reducido se debe principalmente a las temperaturas de transformación, que afectan la difusión del carbono, y a la precipitación de películas de cementita en los límites entre las subunidades, que impiden su crecimiento [5]. Por ejemplo, algunos autores [8] obtuvieron una bainita de baja temperatura en un acero de mediana aleación, donde el espesor de placa fue  $32\text{ nm}$  a una temperatura de transformación de  $200^{\circ}\text{C}$ . En la figura (4) se muestra una micrografía de esta microestructura, tomada con un microscopio electrónico de transmisión (TEM).

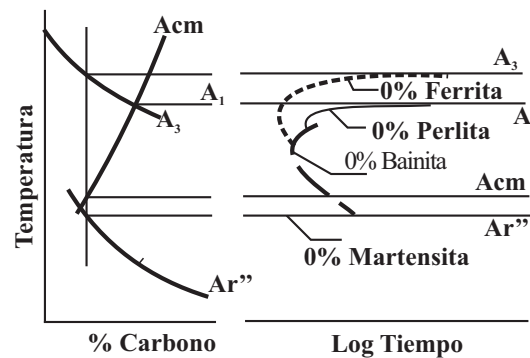


**Figura 4:** Bainita inferior transformada a  $250^{\circ}\text{C}$  por 25 días [8]

Durante la transformación bainítica de las aleaciones Fe-C, si se previene la precipitación de carburos es posible estabilizar la austenita hasta temperatura ambiente si es lo suficientemente enriquecida en carbono durante la formación de la bainita. Esta austenita estabilizada se presenta en forma de bloques o de películas entre las placas o listones de la ferrita bainítica; esto dependiendo de su fracción volumétrica [4].

## 2.2 Cinética

La cinética de formación de la bainita tiene una curva en forma de C, en un diagrama TTT semejante a la curva típica de los procesos de transformación que ocurren por nucleación y crecimiento, con un período de incubación bien definido antes del inicio de la formación de la bainita. En los aceros al carbono ocurre un traslape significativo entre la parte inferior de la reacción perlítica y la superior de la reacción bainítica, como se ilustra en el diagrama TTT de la figura (5).

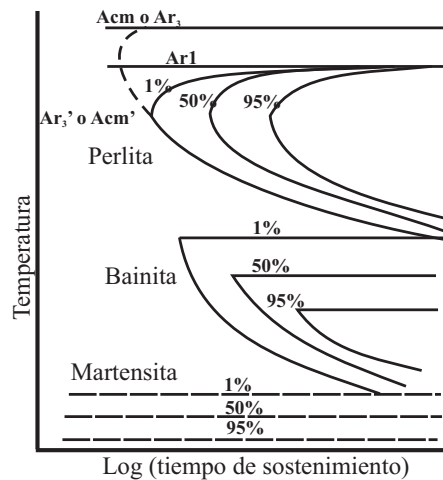


**Figura 5:** Diagrama TTT para aceros simple al carbono hipoeutectoides [10]

La adición de algunos elementos de aleación, que afectan de manera diferente la velocidad de transformación perlítica y bainítica [9], modifican la forma de esas curvas y puede llegarse a dar una separación de ellas, como se muestra en la figura (6), dependiendo de la cantidad y del tipo de elemento de aleación.

En la figura (6) también se ilustra un aspecto muy importante de la transformación bainítica: el fenómeno de reacción incompleta, detectado en algunos aceros aleados, que consiste en la variación del volumen de bainita formada con la temperatura de transformación; este fenómeno ha sido reportado por varios autores [11]. Así mismo, la fracción volumétrica de austenita retenida varía con la temperatura de reacción, y esto determina su forma en bloques o láminas entre las placas de bainita [4].

Otra característica importante de la reacción bainítica con relación a su fenómeno de reacción incompleta, es la existencia de una temperatura bien definida por encima de la cual la austenita no transforma en bainita, semejante a la temperatura MS de



**Figura 6:** Ilustración del fenómeno de la reacción incompleta [12]

la martensita. Tal temperatura, denominada  $B_S$  (Bainite start), es determinada por la composición química de la austenita. Esto implica que la fracción volumétrica de bainita formada aumenta con la disminución de la temperatura de tratamiento isotérmico. En la temperatura de fin de formación de bainita, denominada  $B_F$  (Bainite finish), la microestructura del acero es totalmente bainítica; sin embargo, se han reportado excepciones debido a las condiciones adversas de crecimiento a bajas temperaturas que producen una disminución de la cantidad de bainita formada [13].

En las temperaturas intermedias, entre  $B_S$  y  $B_F$ , siempre existirá austenita residual la cual transformará con menor velocidad después de un período de tiempo dado, el cual generalmente es demasiado grande en los aceros. Por ejemplo, algunos autores [8] han calculado tiempos para finalizar la reacción que, para un acero con 1 % de carbono, 2 % de silicio y 3 % de manganeso, alcanzan los  $10^9$  segundos; es decir, 10 años. Por otra parte, en las fundiciones nodulares los tiempos para que transforme la austenita son más cortos, pero aumentan con la adición de aleantes [14].

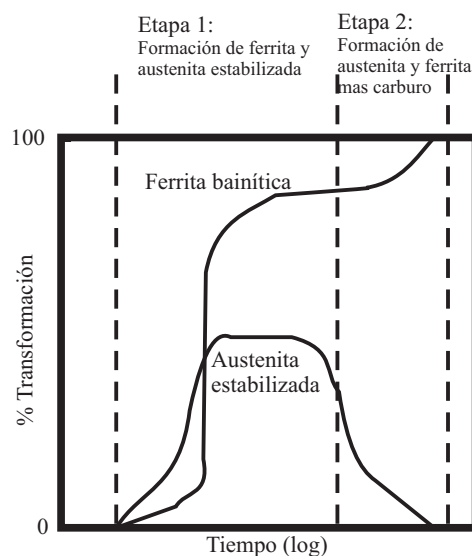
Por otro lado, si la austenita no es lo suficientemente estabilizada (o enriquecida en carbono), ésta transforma durante su enfriamiento hasta temperatura ambiente. La estabilización se explica por la disminución en la temperatura  $M_S$  de la austenita con el incremento en el contenido de carbono [15]. Sin embargo, el menor contenido de carbono en los aceros, con respecto a las fundiciones, lleva a que en éstos el enriquecimiento en carbono de la austenita no sea suficiente para estabilizarla hasta la temperatura ambiente. Además, el acero debe contener un aleante como el silicio para prevenir la formación de carburos a partir de la austenita, como sucede generalmente en las fundiciones nodulares.

La transformación bainítica ha sido estudiada intensamente en las aleaciones Fe-C-Si, como los aceros de alto silicio y las fundiciones nodulares, donde se previene inicialmente la precipitación de los carburos. Allí, la baja difusión de los átomos aleantes sustituciona-

les impide la transformación de la austenita en carburos, debido a que estos no alcanzan su composición química de equilibrio, dada la insolubilidad del silicio en la fase carburo. Así, el carbono difunde hacia la austenita aumentando su concentración en esa fase. De esta manera la cinética de la reacción puede ser dividida en dos etapas: nucleación y crecimiento de la ferrita bainítica, y descomposición de la austenita enriquecida en carbono.

El enriquecimiento en carbono genera estabilidad en la austenita con respecto a la transformación austenita-ferrita, produciendo una interrupción temporal de la reacción. Sin embargo, la austenita de alto carbono no es estable indefinidamente; si el material permanece por largo tiempo a la temperatura de tratamiento, ocurre la descomposición de la austenita de alto carbono en ferrita y carburos. Esto ocurre usualmente o más rápidamente en las fundiciones nodulares, por lo que en los aceros al silicio hay que tomar en cuenta fundamentalmente la composición química y el modo de enfriamiento continuo.

La figura (7) muestra la evolución de la cinética de transformación de la austenita inicial con el tiempo de tratamiento de austemperado para una aleación Fe-C-Si, después del enfriamiento hasta temperatura ambiente; las dos etapas de la reacción son mostradas esquemáticamente. Se observa que la fracción de austenita estabilizada alcanza un máximo que permanece por un periodo de tiempo; durante ese tiempo la fracción de ferrita bainítica también permanece constante mostrando que hay una interrupción temporal de la reacción.

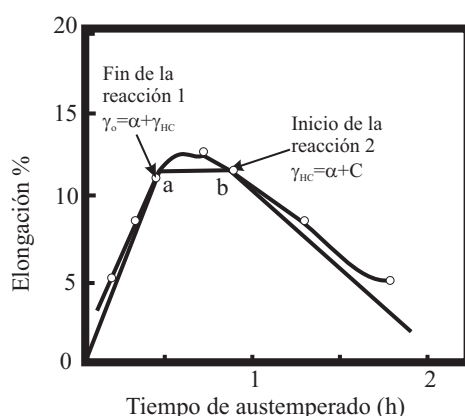


**Figura 7:** Etapas de la transformación de la austenita durante el tratamiento de austemperado de una aleación Fe-C-Si [16]



La segunda etapa de la reacción produce una caída en las propiedades mecánicas principalmente la tenacidad y la ductilidad, por lo que es conocida como etapa de fragilización [16]. Además, si la ferrita bainítica es acompañada únicamente por la austenita retenida en forma de placas, puede obtenerse una excelente combinación de alta resistencia y tenacidad en la microestructura, lo cual es lo que ha hecho importante el estudio de la bainita en las aleaciones Fe-C-Si [4].

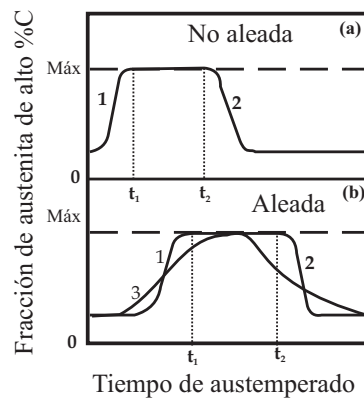
La figura (8) muestra la caracterización de la influencia de las dos etapas de la reacción de austemperado en la ductilidad de una aleación Fe-C-Si. Teóricamente, el punto *a* representa el fin de la primera etapa y el punto *b* el inicio de la segunda etapa; durante el intervalo de tiempo a-b la máxima ductilidad permanece estable.



**Figura 8:** Caracterización ideal de la influencia de las reacciones de austemperado en la ductilidad de una aleación Fe-C-Si [16]

**2.2.1 Ventana del proceso en la fundición nodular.** Considerando una aleación Fe-C-Si, con una matriz homogénea y con los contenidos de silicio suficientes para promover la separación de las dos etapas (procesos no competitivos), el tratamiento de austemperado tendría una cinética ideal como la presentada en la figura (9).

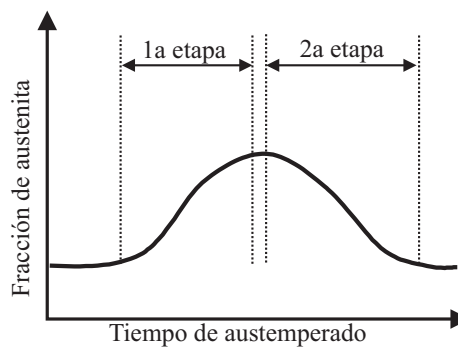
En el esquema de esta figura, la curva 1 representa la cinética ideal de formación de austenita de alto contenido de carbono en una fundición nodular base (sin aleantes). En el tiempo  $t_1$  se obtiene el máximo de austenita que quedaría estabilizada hasta el tiempo  $t_2$ , cuando se inicia la precipitación de carburo. La cinética de esta es descrita por la curva 2. Para obtener altos valores de ductilidad y resistencia al impacto, el tratamiento debe ser interrumpido entre los tiempos  $t_1$  y  $t_2$ , cuando la microestructura es compuesta por austenita estabilizada y ferrita bainítica. La diferencia entre los tiempos  $t_1$  y  $t_2$  es llamada "ventana del proceso" [17], y su magnitud depende principalmente de la composición química del material y del ciclo aplicado en el proceso de austemperado. La figura (9b) muestra que la adición de elementos aleantes produce un desplazamiento de ambas etapas hacia tiempos mayores causado por el aumento de la templabilidad de la austenita. Adicionalmente, se muestra el cambio producido en la cinética del proceso debido a



**Figura 9:** Diagrama esquemático que representa la cinética ideal de austemperado en términos de variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada, para una fundición no aleada (a) y una aleada (b) [18]

la segregación de los aleantes, curva 3 en la figura (9b), el cual genera una reducción de la ventana del proceso.

La figura (10) presenta esquemáticamente la curva real que describe la cinética de la transformación durante el proceso de austemperado; se observa que en la práctica las dos etapas se superponen parcialmente. Este traslape puede ser explicado por las siguientes razones:



**Figura 10:** Diagrama esquemático que representa la cinética real de austemperado, mostrando la superposición de las etapas en términos de variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada [17]

- Las dos etapas son procesos de nucleación y crecimiento, y por lo tanto, cuando se forma la primera fracción de austenita estabilizada, existen las condiciones para el inicio de la precipitación de carburos. Puede afirmarse entonces que esos procesos son simultáneos y que se desarrollan con velocidades muy diferentes.

- La fundición nodular presenta microsegregación de algunos elementos de aleación, sea para la región próxima al nódulo o para la región intercelular [19]. Esos elementos afectan la solubilidad y difusividad del carbono en la austenita generando diferentes velocidades de transformación. Los elementos grafitizantes aumentan la velocidad de transformación; los formadores de carburos, por otro lado, producen una cinética más lenta, debido a la estabilización de la austenita.

La ventana del proceso tiene un significado tecnológico muy importante para la fundición nodular austemperada. Permite conocer el tiempo necesario para obtener las propiedades mecánicas óptimas en un determinado ciclo térmico aplicado; con tiempos de tratamiento menores a  $t_1$  existirá presencia de martensita en la microestructura, que genera la fragilización del material. También permite conocer el tiempo en el cual se inicia la etapa de fragilización ( $t_2$ ). Para fines de aplicación industrial del proceso es conveniente que esa diferencia de tiempos sea lo más amplia posible, o sea valores pequeños de  $t_1$  y valores grandes de  $t_2$ , evitando así que la fragilización ocurra debido a las variaciones en los tiempos de proceso normales en las plantas de tratamiento térmico; se han propuesto ciertos criterios para determinar estos tiempos [20].

Es importante anotar que la ventana del proceso puede ser alterada (ampliada) por la adición de elementos de aleación a la fundición nodular base, permitiendo lograr un compromiso entre el diseño de la aleación y el ciclo térmico de aplicación industrial. Por otra parte, hay que señalar que la temperatura de transformación va a determinar la fracción volumétrica de austenita retenida, lo cual también es de gran relevancia en las propiedades mecánicas de la microestructura.

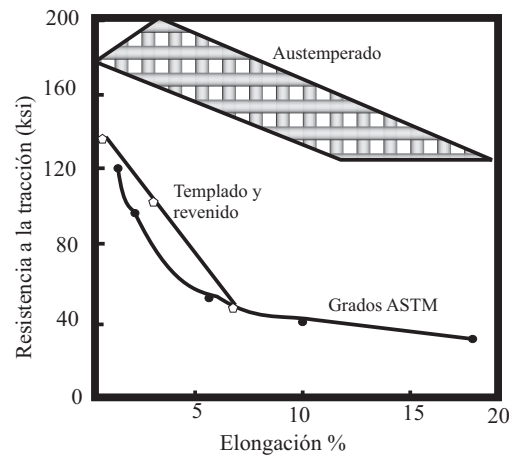
### 2.3 Propiedades Mecánicas

En general, en términos de resistencia a la fluencia, la bainita presenta un mejor comportamiento que la perlita y la ferrita proeutectoide y es superada por la martensita. Sin embargo, debido a que la martensita generalmente se utiliza en estado revenido, estas dos microestructuras pueden ser similares con respecto a la resistencia a la fluencia. Aún más, cuando se obtiene bainita de baja temperatura, de 120°C a 200°C, el espesor de las placas llega a ser tan pequeño, que la mezcla de esta bainita con la austenita retenida puede proporcionar durezas de 600 HV, como fue mostrado por algunos autores [8].

Con respecto a la ductilidad y a la energía al impacto, la bainita presenta un mejor comportamiento con respecto a la perlita y a la martensita revenida, gracias al tamaño de las placas bainíticas y al menor tamaño de los carburos que presenta con respecto a la martensita revenida [21].

En la figura (11) se muestra una comparación de la resistencia a la tracción y elongación de las microestructuras obtenidas con diferentes tratamientos térmicos.

En la bainita hay que destacar que la inferior (baja temperatura en la fundición nodular) presenta una mayor tenacidad que la bainita superior (alta temperatura), a pesar de que también tiene una mayor resistencia a la fluencia. Esto puede ser atribuido



**Figura 11:** Relación entre la resistencia a la tracción y la elongación de la fundición nodular con diferente microestructura en la matriz metálica [22]

al menor tamaño de los paquetes y de las placas, los cuales tienen un cambio mayor en la orientación entre sus límites, incrementando el obstáculo tanto al movimiento de las dislocaciones como a la propagación de las grietas [5]. Otros factores que producen un mayor límite elástico y una mejor tenacidad de la bainita inferior son la alta densidad de dislocaciones, el mayor porcentaje de carbono en solución sólida de la ferrita bainítica y los pequeños carburos precipitados al interior de la placa. Sin embargo, los carburos precipitados entre los límites podrían ejercer un efecto desfavorable en la tenacidad.

Por otro lado, con un adecuado control del tamaño de grano austenítico y del ancho de los paquetes de subunidades, incluso la bainita superior podría presentar una mayor tenacidad que la martensita revenida del mismo nivel de resistencia [23].

Cuando se obtiene una mezcla de bainita con austenita retenida, hay que señalar que algunos cambios son producidos en las propiedades de la bainita. Para empezar, la transformación de la austenita retenida a martensita por la aplicación de deformación plástica (transformación inducida por deformación) podría incrementar la resistencia a la fluencia, aunque sucedería lo contrario con la tenacidad y la energía al impacto. Al contrario, si no hay transformación de la austenita, su sola presencia aumenta la capacidad de endurecimiento por deformación del acero [4].

Por otra parte, se debe tomar en cuenta si la austenita está en forma de películas o bloques; la austenita en bloques afecta desfavorablemente la resistencia a la fluencia y la tenacidad, mientras que en forma de películas mejora el comportamiento en estas mismas propiedades [24].

Con respecto a la resistencia al desgaste, la microestructura bainítica viene surgiendo como una alternativa gracias a su combinación de alta resistencia y tenacidad, las cuales son de gran relevancia para evitar la pérdida de masa de las superficies de las piezas.

Por otro lado, la fundición nodular austemperada puede ofrecer ventajas importantes

en la fabricación de componentes sometidos a diferentes tipos de desgaste. Esta aleación ferrosa permite obtener una amplia gama de propiedades mecánicas sumada a un bajo costo de fabricación y a las facilidades en la producción piezas grandes y de forma compleja, pudiendo ser utilizadas tanto en aplicaciones en las cuales el contacto ocurre en la presencia de lubricantes como en las que hay contacto metal/metal. Los componentes de máquinas que operan en condiciones en las cuales la lubricación no es permanente, o no es deseada, pueden ser fabricados en fundiciones nodulares ya que durante el contacto metal/metal se forma una capa de grafito entre las superficies, reduciendo la fricción y el desgaste por deslizamiento. En tales condiciones la resistencia al desgaste depende de la microestructura y de la distribución del grafito en la matriz.

### 3 Conclusiones

Se realizó una adecuada revisión de los conceptos fundamentales de la transformación bainítica tanto en los aceros como en las fundiciones. Por ejemplo, se estudió la cinética de la reacción para entender mejor el proceso a seguir en el ámbito industrial para obtener los productos bainíticos.

Por otro lado, se advirtió la importancia que tiene la composición química de la aleación Fe-C, ya que algunos aleantes promueven la obtención de ciertas fases, que así mismo producen ciertas propiedades mecánicas requeridas en la industria.

La microestructura bainítica puede ofrecer una combinación de propiedades mecánicas que son de gran importancia en algunas aplicaciones pero, debido al poco conocimiento de la metalurgia de su tratamiento térmico, su crecimiento comercial ha sido despreciable en nuestro medio.

Además, la microestructura bainítica ha venido mostrándose como una alternativa en aplicaciones donde actúan algunos mecanismos de desgaste, como el deslizamiento entre superficies y la fatiga de contacto por rodadura [25].

### Referencias

- [1] H.K.D.H. Bhadeshia. *Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties*, The Institute of Materials, 16-199 (1992).
- [2] C.C.Viáfara, M.I. Castro, J.M. Vélez y A. Toro. *Unlubricated Sliding Wear of Pearlitic and Bainitic Steels*, Wear, 259, 411-416 (2005).
- [3] E.C. Davenport y E.S Bain. *Trans. TSM-AIME*, 90, 115-154 (1930).
- [4] F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia, K.J.A. Mawella, D.G Jones y P. Brown. *Design Of Novel High Strength Bainitic Steels*, Mat. Sci. Technol. 17, 512-522 (2001).
- [5] F.B. Pickering. *The Structure and Properties of Bainite in Steels*, Symposium: Transformation and Hardenability in Steels, 1967.

- [6] E.P. Klier y T. Lyman. *The Bainite Reaction in Hypoeutectoid Steels*, Trans. AIMME, 158, 394-419 (1944).
- [7] G.R. Speich. *Growth Kinetics of Bainite in a 3%Cr Steel*, Decomposition of Austenite by Diffusional Process, Ed. V.F. Zackay y H.I. Aaronson, 353-367 (1962).
- [8] C. García-Mateo, F.G. Caballero y H.K.D.H. Bhadeshia. *Low Temperature Bainite*, International Conference on Martensitic Transformations (ICOMAT '02), Helsinki, Finland, 2002.
- [9] H.I. Aaronson, *In the Problems of Definition and Mechanism of Bainite Reaction, The Mechanism Of Phase Transformations In Crystalline Solids*, The Institute Of Metals, London, 270-281 (1969).
- [10] A. Hultgren. *Isothermal Transformation of Austenite*, Trans. ASM, 39, 913-989 (1946).
- [11] R.F. Hehemann, y A.R. Troiano. *Stabilization of the Bainite Reaction*, Trans. AIME, The Journal of Metals, 1272-1280 (1954).
- [12] C. Zener. *Kinetics of the Decomposition of Austenite*, Trans. AIME, 167, 550-595 (1946).
- [13] P.H. Shipway, S.J. Wood y A.H. Dent, *The Hardness and Sliding Wear Behavior of Bainitic Steel*, Wear, 203-204, 196-205 (1997).
- [14] H.K.D.H. Bhadeshia y J.W. Christian. *Bainite in steels*, Metall. Trans. A, 21a, 767 (1990).
- [15] R.F. Hehemann. *Phase Transformations*, Metals Park, OH, 397-432 (1970).
- [16] J.F. Janowak y R.B. Gundlach. *Development of a Ductile Iron for Commercial Austempering*, Trans. of American Foundrymens Society, 91, 377 (1983).
- [17] D. Moore, T.N. Rouns y K.B. Roundman. *Effect of Manganese on the Structure and Properties of Austempered Ductile Iron: A Processing Window Concept*, Trans. of the American Foundrymens Society, 95, 851 (1987).
- [18] D. Moore, T.N. Rouns y K.B. Roundman. *Structure And Properties of Austempered ductile Iron*, Trans. of American Foundrymens Society, 93, 705 (1985).
- [19] S.K. Yu y C.R. Loper. *The Effect of Molybdenum, Cooper and Nickel on the Pearlitic and Martensitic Hardenability of Ductile Cast Iron*, Trans. of American Foundrymens Society, 96, 811 (1988).
- [20] N. Darwish y R. Elliot. *Austempering of low Manganese Ductile Irons*, Part 1: Processing Window, Mat. Sci. and Tech. 9, 572 (1993).
- [21] H. Sierra. *Aceros de Construcción Mecánica, de Herramientas e Inoxidables y Pautas para su Selección*, Universidad Nacional de Colombia, Medellín, 110-125 (2000).
- [22] B.V. Kovacs. *Austempered Ductile Iron: fact and Fiction*, Modern Casting, 38 (1990).
- [23] J.P. Naylor y P.R. Krahe. *The effect Of the Bainite Packet Size on Toughness*, Met. Trans. 5, 1699-1701 (1974).
- [24] B.J.P. Sandvik y H.P. Nevalainen. *Structure-Property Relationships In Commercial Low-Alloy Bainitic-Austenitic Steel With High Strength*, Met. Tech. June, 213-20 (1981).
- [25] C.C. Viáfara. *Comportamiento en Desgaste de Aceros Perlíticos y Bainíticos con Relación al Sistema Rueda-Riel*, Tesis de grado, Universidad Nacional de Colombia, sede Medellín, 2004.